

PRODUCTION OF CHROMIC STAINLESS STEEL SHEET**Publication number:** JP61253324**Publication date:** 1986-11-11**Inventor:** MIURA KAZUYA; YOSHIOKA KEIICHI**Applicant:** KAWASAKI STEEL CO**Classification:****- International:** **C21D8/04; C21D8/04;** (IPC1-7): C21D8/04; C21D9/48; C22C38/18**- european:** C21D8/04A**Application number:** JP19850092435 19850430**Priority number(s):** JP19850092435 19850430**Report a data error here****Abstract of JP61253324**

PURPOSE:To produce a stainless steel sheet having excellent ridging resistance and formability at a low cost by subjecting directly a chromic stainless steel slab consisting of a specific compsn. contg. Cr, Al and N to cold rolling after hot rolling under adequate conditions. **CONSTITUTION:**The chromic stainless steel slab contg. 10-20wt% Cr, 0.03-0.2% Al and 0.008-0.04% N is subjected to rough rolling which consists of plural rolling passes and in which the reduction ratio of the final pass is 35% and the end temp. of the rough rolling is 900-1,100 deg.C after heating the same to a 1,000-1,300 deg.C temp. range. The slab is subjected, in succession to the end of said rough rolling, to the final rolling which consists of plural rolling passes and in which the reduction ratio of the final pass is a 5-16% range and the end temp. range of finish rolling is 800-950 deg.C. The hot rolled plate is then directly cold rolled without annealing after the hot rolling by which the chromic stainless steel sheet having the excellent ridging resistance and formability is obtd.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

This Page Blank (uspto)

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

昭61-253324

⑬ Int.Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和61年(1986)11月11日

C 21 D 9/48

7047-4K

8/04

7047-4K

// C 22 C 38/18

7217-4K

審査請求 未請求 発明の数 2 (全6頁)

⑮ 発明の名称 クロム系ステンレス鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭60-92435

⑰ 出 願 昭60(1985)4月30日

⑱ 発 明 者 三 浦 和 哉 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

⑲ 発 明 者 吉 岡 啓 一 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

⑳ 出 願 人 川崎製鉄株式会社 神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

㉑ 代 理 人 弁理士 中路 武雄

明 細 書

板の製造方法。

1. 発明の名称

クロム系ステンレス鋼板の製造方法

(2) 重量比にて

Cr : 10 ~ 20 %

2. 特許請求の範囲

Al : 0.03 ~ 0.2 %

(1) 重量比にて、

N : 0.008 ~ 0.04 %

Cr : 10 ~ 20 %

Al : 0.03 ~ 0.2 %

N : 0.008 ~ 0.04 %

を含有するクロム系ステンレス鋼板の製造方法において、前記成分のクロム系ステンレス鋼スラブを1000~1300℃の温度範囲に加熱後複数回の圧延パスから成り最終パスの圧下比が35%以上で粗圧延終了温度範囲が900~1100℃の粗圧延を行う段階と、前記粗圧延終了後引続き複数回の圧延パスから成り最終パスの圧下比が5~16%の範囲で仕上圧延終了温度範囲が800~950℃である仕上圧延を行う段階と、を有して成り、前記熱間圧延後に熱延板焼鈍を行うことなく直接冷間圧延することを特徴とする耐リジング性および成形性に優れたクロム系ステンレス鋼

を含有するクロム系ステンレス鋼板の製造方法において、前記成分のクロム系ステンレス鋼スラブを1000~1300℃の温度範囲に加熱後複数回の圧延パスから成る粗圧延を行う段階と、前記粗圧延後直ちに850~1100℃の温度範囲で30秒~30分間保熱する段階と、前記保熱終了後引続き複数回の圧延パスから成り最終パスの圧下比が5~16%の範囲で最終仕上温度範囲が800~950℃である仕上圧延を行う段階と、を有して成り、前記熱間圧延後に熱延板焼鈍を行うことなく直接冷間圧延することを特徴とする耐リジング性および成形性に優れたクロム系ステンレス鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

[産業上の利用分野]

本発明はクロム系ステンレス鋼板の製造方法に係り、特に熱間圧延後の熱延板焼鈍を省略して製造工程を短縮した耐リジング性および成形性の優れたクロム系ステンレス鋼板の安価な製造方法に関し、クロム系ステンレス鋼板の製造に利用される。

〔従来の技術〕

従来の通常のクロム系ステンレス鋼は成分として重量比でC_r : 10～20%, C : 0.1%以下、Si : 1%以下、Mn : 1%以下を含有し、その製造は連続製造スラブまたはインゴットを分塊圧延したスラブを熱間圧延後、パッチ式焼鈍、あるいは連続焼鈍等の熱延板焼鈍を行い、その後冷間圧延、仕上焼鈍を行って製品とする。

上記の如き従来の製造工程における熱延後のパッチ式焼鈍ではその処理に数十時間を必要とする。従つてこの処理時間を短縮する目的で連続焼鈍が行われているが、更に工程短縮とコストダウンを図るため熱延板焼鈍の省略の検討がさかんに行われている。

質化し均質化するパッチ式焼鈍を実施した場合に比して、冷延板の成形性、耐リジング性が劣り、冷延前の酸洗時の粒界腐食が生じやすい欠点がある。

〔本発明が解決しようとする問題点〕

本発明の目的は、上記従来技術の問題点を解決し、熱延板焼鈍を省略しても焼鈍実施と同等以上に冷延板の耐リジング性、成形性の優れたクロム系ステンレス鋼の製造方法を提供するにある。

〔問題点を解決するための手段および作用〕

本発明の上記の目的は次の2発明によつて達成される。

第1発明の要旨とするところは次の如くである。すなわち、重量比にて、

C_r : 10～20%

Al : 0.03～0.2%

N : 0.008～0.04%

を含有するクロム系ステンレス鋼板の製造方法において、前記成分のクロム系ステンレス鋼スラブを1000～1300℃の温度範囲に加熱後複数

熱延板焼鈍を省略すると、従来次の如き問題があつた。

(A) 熱延のままでは一般に鋼板は鋭敏化しているので、冷延後の脱スケール工程の酸洗において粒界侵食を生じ、冷延後に「きらきら」と称する表面欠陥を生ずる。

(B) 熱延板焼鈍によつて鋼板を十分に均質化、軟質化しないと、冷延板における優れた耐リジング性、成形性が得られない。

従つて熱延板焼鈍を実施せず上記の問題を克服するには熱延工程が非常に重視される。例えば、特開昭52-95527では850～950℃の高温でストリップをコイルに巻取つて放冷する方法、特開昭59-25933ではAlを含有するスラブを900～1100℃の温度範囲で10分以内保持加熱後仕上圧延を行う方法等が開示されている。これらの方法によれば焼鈍を省略した場合でも酸洗における鋭敏化が防止され、冷延板の耐リジング性、成形性がある程度改善される傾向が認められる。しかしながら、熱延板を十分に軟

回の圧延パスから成り最終パスの圧下比が35%以上で粗圧延終了温度範囲が900～1100℃の粗圧延を行う段階と、前記粗圧延終了後引き続き複数回の圧延パスから成り最終パスの圧下比が5～15%の範囲で仕上圧延終了温度範囲が800～950℃である仕上圧延を行う段階と、を有して成り、前記熱間圧延後に熱延板焼鈍を行うことなく直接冷間圧延することを特徴とする耐リジング性および成形性に優れたクロム系ステンレス鋼板の製造方法である。

第2発明の要旨とするところは次の如くである。すなわち、第1発明と同一成分のスラブを第1発明と同様な温度範囲に加熱後複数回の圧延パスから成る粗圧延を行う段階と、前記粗圧延後直ちに850～1100℃の温度範囲で30秒～30分間保熱する段階と、前記保熱終了後第1発明と同様な仕上圧延段階と、を有して成り、前記熱間圧延後に熱延板焼鈍を行うことなく直接冷間圧延することを特徴とする耐リジング性および成形性に優れたクロム系ステンレス鋼板の製造方法である。

従来の製造工程において熱延板焼鈍は次の如き作用、効果を有している。

- (i) 後の冷延工程に供するため熱延板における変態相を α 相化し軟化する。
- (ii) リジリング発生の原因となる鍛造組織に起因する集合組織を方位的にランダムにする。
- (iii) 成形性および機械的性質の向上を図る。
- (iv) 熱延後の脱スケール工程である酸洗における粒界侵食を防止する。

本発明者らは、上記熱延板焼鈍の作用、効果を検討の結果、クロム系ステンレス鋼に適量のA δ 、Nを含有させ、粗圧延工程の最終段で強圧下圧延を行い引続いて仕上圧延工程の最終段で弱圧下圧延を行うか、あるいは粗圧延後の鋼片を保熱し引続いて最終段で弱圧下圧延を行うことによつて、熱延板焼鈍を省略しても、冷延板の優れた耐リジリング性および成形性を得られることを見出し本発明を完成することができた。

次に本発明における各元素の作用と限定理由について説明する。

成形性および耐粒界腐食性を発揮させるためには、熱延中の850℃以上の温度で20 ppm以上のA δ 、Nが必要であるとの知見が得られたので、これに対応する量としてA δ の下限を0.03%、Nの下限を0.008%に限定した。また、A δ 含有量の増加により特性の向上が認められるが、0.2%を超えると特性の向上が飽和し製造コストの上昇を来すので上限を0.2%とした。更にNは0.04%を超えると鋼板が硬化し熱間圧延中における耳割れの発生および機械的性質の劣化等の問題が起こるので、Nの上限を0.04%とした。

このようにA δ 、Nを鋼中に含有して鋭敏化を防止し、耐リジリング性、成形性の向上を図るには、単にA δ 、Nの添加だけでは効果がなく、熱延条件との組合せが必要である。その熱延条件について次に説明する。

スラブ加熱温度は、1000℃未満では圧延中に鋼板にへげ状欠陥の発生等の問題を生じ、1300℃を超えると熱延板の肌荒れ、スラブ加熱中のスケールロスの増大等の問題を起こすので1000℃

Cr :

Crはステンレス鋼の基本的元素であり、10%未満では耐食性が劣化し、かつマルテンサイト相の析出によつて機械的性質が劣化し、20%を超えると硬化し機械的性質が低下し成形性が不良となるので10~20%の範囲に限定した。

A δ 、N :

A δ 、Nは熱間圧延中にA δ 、Nとして結晶粒内で微細に析出し、この析出物の周囲において歪導入により再結晶が活性化され、再結晶軟質化が促進される。また、A δ 、Nは800~1100℃の高温における析出速度が大きいことが知られており、熱間圧延中の上記温度でA δ 、Nが結晶粒内に微細に析出すると、それよりも低温で析出するCr炭化物がA δ 、Nを析出の核として析出するので、Cr炭化物の粒界への析出が抑制され熱延板の鋭敏化が防止される。更にA δ はA γ 変態温度を上昇させる効果があるので熱間圧延中により高温における $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が起こり鋼板が軟質化される。

A δ 、Nとして析出して優れた耐リジリング性、成

1300℃の範囲に限定した。

第1発明において粗圧延の最終パスの圧下比を35%とし粗圧延終了温度を900~1100℃の範囲に限定した理由は、仕上圧延前に鋼板中におけるA δ 、N析出および $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を促進するためであり、これらの条件が満足されないと十分な効果が得られない。

また、第2発明において粗圧延後、直ちに850~1100℃の温度範囲で30秒~30分間の保熱をする理由は、第1発明の如き粗圧延を行わない代りに、上記の保熱により同等の効果を得るためである。保熱の温度範囲は850~1100℃が最適であり、時間が30秒未満ではA δ 、Nの析出および $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が不充分であり、30分を超えると結晶粒およびA δ 、Nが粗大化して特性の劣化を招くので、保熱は850~1100℃、30秒~30分間の範囲に限定した。

しかし、熱延板の鋭敏化を防止し従来法より優れた耐リジリング性、成形性を得るためには、粗圧延あるいは保熱における上記の工程条件だけでは

なお不十分であり、下記の仕上圧延条件との組合せが、本発明の重要な要件である。

すなわち、仕上圧延の複数回の圧延における最終パスの圧下比を5～16%の範囲に限定したが、16%を超えると鋼板への歪導入が過大となり熱延集合組織が発達するために、熱延板焼鈍を省略した場合に冷延板のランクフォード値の低下等成形性の劣化を招くことになる。最終パスの圧下比を低下させるとランクフォード値が向上するが、5%未満では熱延板が鋭敏化する。すなわち、熱延板の鋭敏化の防止は、微細に析出するA₂Nを核としてCr炭窒化物が析出し粒界への析出が抑制されるからであるが、最終圧下比が5%未満ではA₂N析出の活性化が不十分となり、上記の抑制作用が低下するからである。更に、Cr炭窒化物の析出はA₂Nを核とするだけでなく、圧延によつて導入される転位も核として析出するが、5%未満では転位の発生が不十分となり、やはり上記の抑制作用が低下する。従つて最終パスの圧下率を5～16%の範囲に限定した。

第1表に示すA1, A2, A3の3種類の16%Crステンレス鋼およびB1, B2, B3の3種の13%Crステンレス鋼を小型溶解炉で溶製しスラブとした。ただし、A1, A2およびB1, B2は本発明の限定条件を満足しているが、A3およびB3は満足していない。

第 1 表

鋼種	化 学 組 成 (重量%)					
	C	Si	Mn	Cr	A ₂ N	N
A1	0.060	0.50	0.30	16.44	0.133	0.0141
A2	0.061	0.55	0.31	16.30	0.073	0.0151
A3	0.060	0.48	0.28	16.35	0.014	0.0152
B1	0.028	0.24	0.36	13.08	0.104	0.0316
B2	0.052	0.22	0.32	13.39	0.103	0.0147
B3	0.059	0.21	0.31	13.16	0.011	0.0167

次に溶製したスラブを1200℃に加熱後、第2表に示すR_A, R_Bの2種類の6パスのパススケジュールで200mm厚から25mmに圧延終了温

次に仕上圧延終了温度を800～950℃の範囲に限定したが、950℃を超えると鋼板の回復、再結晶がより得られやすい傾向にあるが、微細に析出したA₂Nが粗大化して鋭敏化防止の効果が消失する。また、800℃未満では鋼板への歪導入が過大となり、熱延集合組織が発達するために冷延板のランクフォード値が低下する。更に800℃未満ではCr炭窒化物の析出が生じるため、圧延によりA₂N析出を活性化させA₂Nを核としてCr炭窒化物を析出させ鋭敏化を防止する効果がなくなる。上記の理由で仕上圧延終了温度を800～950℃の範囲に限定した。

本発明は、上記の如くクロム系ステンレス鋼にA₂, Nを含有せしめ、熱延工程のパススケジュールを組合せることにより、熱延板焼鈍を省略しても、熱延板の酸洗時の粒界侵食を防止し、耐リジング性、成形性の優れたクロム系ステンレス鋼を製造することができた。

〔実施例〕

実施例1

度1000℃で粗圧延を行つた。引続いて第3表に示すF_A, F_B, F_Cの3種類の5パスのスケジュールによつて圧延終了温度900℃で4mm厚の熱延板を作製した。

第 2 表

記号	粗圧延パススケジュール (%)					
	1	2	3	4	5	6
R _A	30	30	30	30	30	26
R _B	27	27	27	27	27	40

第 3 表

記号	仕上圧延パススケジュール (%)				
	1	2	3	4	5
F _A	35	35	35	40	3
F _B	35	35	35	35	10
F _C	20	35	35	35	27

第 4 表

なお従来鋼である A 3, B 3 に対して、粗圧延 R_A, 仕上圧延 F_C を実施した供試材の熱延板について、A 3 については 850℃×6 時間、B 3 については 800℃×6 時間のバッチ焼鈍を行った。その他については熱延板焼鈍は実施していない。

これらの熱延板に対してシユトラウス試験あるいは酸洗を行い粒界侵食の有無を調査した。更にこれらの熱延板を 1 回圧延で 0.8 mm 厚に冷延し 900℃で 30 秒間の仕上焼鈍を行い、耐リジグ性およびランクフオード値を調査し、これらの結果を第 4 表に示した。

なお、第 4 表において粒界侵食は「無」を○印、「有」を×印で表示し、耐リジグ性は「発生なし」を 1 とし、悪い粗数字が増加する表現とした。また、ランクフオード値は 0 度、45 度、90 度の r₀, r₄₅, r₉₀ 値の平均値 $\bar{r} = \frac{r_0 + r_{45} + r_{90}}{4}$ で示した。

第 4 表から本発明の成分条件を満足する A 1, A 2, B 1, B 2 に対し、粗圧延における最終バ

区 分	鋼種	熱延条件		熱延板の粒界侵食の有無	冷延板の特性		備 考
		粗圧延	仕上圧延		リジグ	ランクフオード値	
本発明例	A 1	R _B	FB	○	1.0	1.62	
			FA	○	2.0	1.63	
		R _A	FC	○	1.0	0.92	
			FB	○	2.0	1.32	
比較例	A 2	R _B	FA	○	2.0	1.10	
			FC	○	2.0	0.86	
		R _A	FB	○	2.0	1.14	
			FA	○	2.0	0.80	
本発明例	A 3	R _B	FB	×	2.0	1.03	
			FA	×	2.5	1.00	
		R _A	FC	×	2.0	0.73	
			FB	×	2.5	0.84	
比較例	B 1	R _B	FA	×	2.5	0.83	
			FC	×	2.0	0.70	
		R _A	FB	×	2.0	1.03	
			FA	×	1.0	0.77	
本発明例	B 2	R _B	FB	○	1.0	1.55	
			FA	○	1.5	1.44	
		R _A	FC	○	1.0	0.79	
			FB	○	1.5	1.11	
比較例	B 3	R _B	FA	×	1.5	1.06	
			FC	×	1.0	1.00	
		R _A	FB	×	1.5	0.74	
			FA	×	2.0	0.82	
本発明例	A 3	R _A	FC	×	2.0	1.25	バッチ焼鈍
			FB	×	2.0	1.10	

スの圧下比が 40% である R_B、仕上圧延における最終バスの圧下比が 10% である F_B の熱間圧延を行った本発明例においては熱延板の鋭敏化が起らず、冷延板の耐リジグ性、成形性が優れている。これに対し、本発明の成分、粗圧延条件、仕上圧延条件の 1 つでも満足しない比較例は、鋭敏化、耐リジグ性および成形性のうち少なくとも 1 つの特性が劣っている。

また、本発明例の場合は、A 3 および B 3 に対して従来の熱延板熱処理であるバッチ焼鈍を行ったものに比しても優れた特性を有している。

実施例 2

実施例 1 と粗圧延後の保熱を除いては全く同一条件で 4 mm の熱延板を製造し、更に 0.8 mm の冷延板を製造した。すなわち、供試材の 1 部については 1000℃で粗圧延を終了し、引続いて直ちに 1000℃×2 分間の保熱を行い引続き実施例 1 と同一条件で仕上圧延を行った。

これらの供試材について実施例 1 と全く同様の調査を行いその結果を第 5 表に示した。

第 5 表

区 分	鋼種	熱 延 条 件		熱延板の粒界侵食の有無	冷延板の特性		備 考
		粗圧延	仕上圧延		リジグ	ランクフオード値	
本発明例	A 1	R _A	FB	○	1.0	1.60	
			FA	○	1.0	1.61	
		R _B	FC	○	2.0	1.59	
			FB	○	1.0	0.90	
比較例	A 2	R _A	FA	×	2.0	1.31	
			FC	×	2.0	1.13	
		R _B	FB	×	1.0	0.82	
			FA	×	2.0	0.82	
本発明例	A 3	R _A	FC	×	2.0	1.01	
			FB	×	2.5	0.99	
		R _B	FA	×	2.0	0.75	
			FC	×	2.5	0.82	
比較例	B 1	R _A	FB	×	2.5	0.80	
			FA	×	2.0	0.89	
		R _B	FC	×	2.0	1.09	
			FB	×	1.0	0.80	
本発明例	B 2	R _A	FB	○	1.0	1.59	
			FA	○	1.5	1.40	
		R _B	FC	○	1.0	0.82	
			FB	○	1.5	1.09	
比較例	B 3	R _A	FA	×	1.5	1.11	
			FC	×	1.0	0.70	
		R _B	FB	×	1.5	1.10	
			FA	×	1.0	0.76	
本発明例	B 3	R _A	FB	×	1.5	0.80	
			FA	×	2.0	0.80	
		R _B	FC	×	1.0	0.78	
			FB	×	1.0	0.78	

第5表から本発明の成分条件を満足するA1, A2, B1, B2に対して、粗圧延後に鋼片の保熱を行い仕上圧延における最終パスの圧下比が10%であるF₁の熱間圧延を行つた本発明例は熱延板の鋭敏化は起こらず、冷延板の耐リジング性、成形性も実施例1で示した従来例より著しく優れている。

また、粗圧延の圧下条件にかかわらず、鋼片の保熱を行い最終パスの圧下率10%の仕上圧延を行つた場合は特性は優れているが、実施例1で示したように保熱を行わずとも特性の優れたR₁→F₁の圧延と保熱を更に組合せれば優れた特性が当然得られるが、鋼片の保熱あるいはR₁のいずれか一方とF₁を組合せれば、本発明の目的とする特性は十分得ることができる。

しかし、本発明における成分、粗圧延条件あるいは保熱条件、仕上圧延条件を1つでも満足しない比較例は、いずれも熱延板の鋭敏化、冷延板の耐リジング性、成形性の少なくとも1つの特性が劣っている。

〔発明の効果〕

本発明は上記実施例からも明らかな如く、スラブの成分特にA1, Nを限定し、スラブを1000～1300℃に加熱し最終パスの圧下比が35%以上で粗圧延の終了温度が1000～1300℃の粗圧延を施すか、もしくはスラブを1000～1300℃に加熱後粗圧延を行い粗圧延後850～1100℃で30秒～30分間保熱し、最終パスの圧下比が5～16%で最終仕上温度が800～950℃の仕上圧延を施すことによつて、次の効果をあげることができた。

- (i) 熱延板の焼鈍工程を省略することによつて、製造費を低下し、日程を短縮することができた。
- (ii) 熱延板の酸洗における粒界腐食を防止し、耐リジング性、成形性に優れたクロム系ステンレス鋼板を得ることができた。

代理人 弁理士 中 路 武 雄